

СТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ АБРАЗИВНИХ КОМПОЗИТІВ СФОРМОВАНИХ ЛАЗЕРНИМ СПІКАННЯМ

Вивчення впливу лазерного опромінення на характер структури (дисперсність, однорідність, розподіл легуючих елементів) проводилося на зразках інструментальних композитів різних систем, що відрізняються температурою плавлення й твердістю: ПС-12Н-ВК(0,65(ПГ-10Н-01) + 0,35(WC)) та Бр010 (Sn-10%, інше Cu).

Зразки прямокутної форми з ущільненими й зволженими цапонлаком порошковими композитами, розміщувались на підкладці, виготовленій зі сталі 30, та піддавались обробці лазерним випромінюванням твердотільного зі світлодіодною накачкою Nd:YAG – лазера «DY044» з довжиною хвилі випромінювання $\lambda=1,06$ мкм (густині потужності $W_p=(0,1-1,4)\times 10^4$ Вт/см², час обробки $\tau=0,06-4,5$ с). Лазерна обробка здійснювалась на повітрі й при додатковому захисті в середовищі аргону з витратою 2-14 л/хв.

Аналіз результатів показує, що найбільш тугоплавкою із порівнюючих зв'язок є зв'язка ПС-12Н-ВК, яка має температуру плавлення 1450°C. Спікання стабільного валика спостерігається при відносно невисоких швидкостях порядку 0,2 - 0,6 м/хв. і дещо збільшених значеннях щільності потужності $W_p=(0,7-1,5)\cdot 10^4$ Вт/см². З метою збільшення швидкості відносного руху і таким чином зменшення щільності потужності лазерного випромінювання було застосовано лазерне спікання у середовищі аргону при витраті останнього в межах від 7 до 20 л/хв. Знайшло своє підтвердження і те, що лазерне випромінювання з довжиною хвилі 1,06 мкм краще поглинається металами. У порівнянні з технологічними режимами при спіканні композитів з довжиною хвилі 10,6 мкм спостерігається загальне зниження щільності потужності і підвищення швидкості обробки для отримання валиків стабільної геометрії.

Встановлено, що застосування захисного середовища дозволяє виключити утворення тріщин. На рисунку 1 показано шліфи композиту ПС-12Н-ВК, які було отримано при різних технологічних режимах обробки.

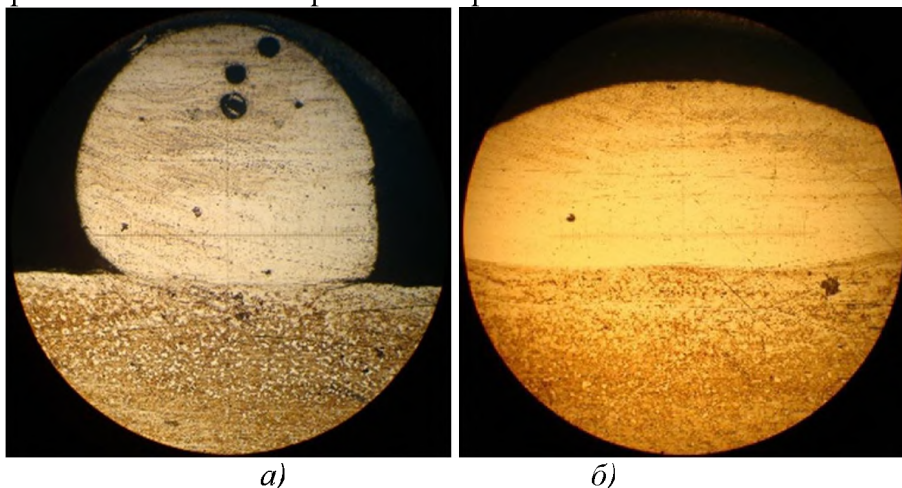


Рис. 1. Шліфи композиту ПС-12Н-ВК: а) $V = 0,1$ м/хв.; $d_n = 3$ мм; $P = 300$ Вт;
б) $V = 0,1$ м/хв.; $d_0 = 3$ мм; $P = 500$ Вт. Збільшення - $\times 100$.

На рисунку 2а показаний загальний вид композита на основі міді, зокрема Бр010, який було отримано при лазерному спіканні. На рисунку 2б представлений шліф

цього композиту. Спінання відбувалося при значно меншій щільності потужності $W_p = 0,4 \times 10^4 \text{ Вт/см}^2$ і швидкості обробки $V = 0,1 \text{ м/хв.}$ у порівнянні з композитами ПГ-12Н-01 і ПС-12Н-ВК.



Рис. 2. Загальний вигляд дослідного зразку композиту Бр010. Режими спікання: $P=300 \text{ Вт}$, $V = 0,1 - 0,5 \text{ м/хв}$, $d_0 = 3 \text{ мм}$. Обробка по стрілці. Шліфи композиту Бр010: а – $V = 0,2 \text{ м/хв.}$; $d_0 = 3 \text{ мм}$; $P = 300 \text{ Вт}$ (збільшення $\times 32$); б – $V = 0,1 \text{ м/хв.}$; $d_0 = 3 \text{ мм}$; $P = 500 \text{ Вт}$. Витрати аргону 7 л/хв. (збільшення - $\times 100$).

Аналіз даних результатів досліджень дозволив зробити висновок, що враховуючі значно менші енергетичні витрати доцільно використовувати для виготовлення композитів із НТМ інструментального призначення порошки на основі міді, зокрема композит Бр010. У випадку виготовлення більш зносостійкого композиту доцільно застосовувати порошки ПС-12Н-ВК, які при лазерному опромінюванні утворюють в матриці інструменту тугоплавкі карбіди.

Металографічні дослідження проводили на металографічному мікроскопі ММО-1600. Встановлено, що композити на нікелевій і залізній основі мають високодисперсну гомогенну структуру. У сформованих шарах спостерігаються ділянки з підвищеною травленістю, які подібні мартенситним голкам. Вони представляють собою евтектичні локальні ділянки з дисперсною структурою. Зміцнюючі фази α і γ – фаза орієнтовані у напрямку відведення теплоти. Величина швидкості охолодження у приповерхневому шарі, яка розрахована по товщині кристалів зміцнюючої фази, склала приблизно $5 \times 10^4 \dots 10^5 \text{ }^\circ\text{C/с}$. Вихідний сплав має неоднорідну структуру, для якої характерна ліквідація компонентів, що містяться у розплаві і наявність в міждендритних областях і об'ємах самих дендритів дрібних включень карбідних фаз. Міжкристалічний простір збагачений хромом і титаном. Вольфрам і кобальт у більшості концентрується в осях дендритів. Спостерігаємі в міждендритних областях виділення представляють собою карбіди типу MeC різного складу. Досить різке розходження у складі вказаних включень вказує на відсутність в даному випадку області їх взаємної розчинності. Перехідна зона має значно більш дисперсну структуру, склад якої не змінюється ні по глибині, ні по об'єму. Це свідчить про наявність металургійного зв'язку розплаву композиту з основою при спіканні першого шару.

Досліджено вплив лазерного випромінювання з різною довжиною хвилі (10,6 та 1,06 мкм) на стан і фізичні властивості порошків КНБ. Визначені енергетичні параметри та умови лазерного опромінювання порошків КНБ, що забезпечують температурний інтервал їх нагрівання в діапазоні $1000 - 1500^\circ\text{C}$, яке не чинить негативного термічного руйнівного впливу на зерна КНБ. Це дозволяє з принципово високою продуктивністю і низькою собівартістю процесу формувати композити для різноманітної номенклатури інструментів з точки зору форми, геометричних розмірів та властивостей зв'язок; створює передумови для лазерного селективного сортування та лазерного модифікування порошків КНБ.